

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-294506

(43)公開日 平成10年(1998)11月4日

(51)Int.Cl.⁶

H 01 L 43/08
G 11 B 5/39
H 01 F 10/08

識別記号

F I

H 01 L 43/08
G 11 B 5/39
H 01 F 10/08

Z

審査請求 未請求 請求項の数6 OL (全7頁)

(21)出願番号

特願平9-100274

(22)出願日

平成9年(1997)4月17日

(71)出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(72)発明者 中澤 由紀惠

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(72)発明者 斎藤 正路

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(72)発明者 長谷川 直也

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74)代理人 弁理士 野▲崎▼ 照夫

最終頁に続く

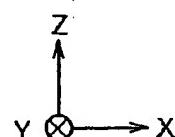
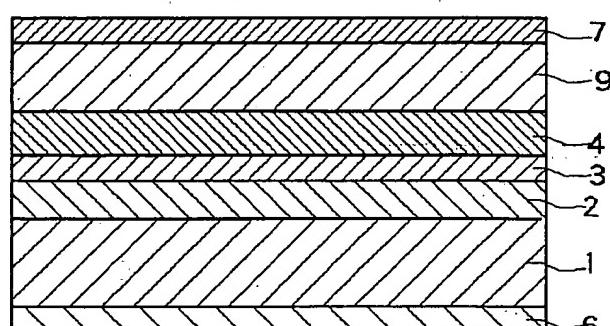
(54)【発明の名称】スピンドル型薄膜素子及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 反強磁性層の上に固定磁性層、非磁性導電層、及びフリー磁性層が積層され、前記4層の両側にハードバイアス層が形成されているスピンドル型薄膜素子では、ハードバイアス層からの渋れ磁界を良好にフリーマ磁性層に与えるために、4層の両側をエッギングして、4層を台形状にする必要がある。またハードバイアス層の磁化と直交する方向に固定されている固定磁性層の磁化がハードバイアス層からの渋れ磁界により、不安定化する可能性がある。

【解決手段】 フリー磁性層4の上に形成される反強磁性層9は、反強磁性層1のブロッキング温度よりも低く、またフリー磁性層4と反強磁性層9との交換異方性磁界は、反強磁性層1と固定磁性層2との交換異方性磁界よりも小さくなっている。反強磁性層1、9のブロッキング温度差を利用してアニール処理が施されることにより、固定磁性層1とフリー磁性層4の磁化の方向と強さが適正に制御される。

図1



Japanese Unexamined Patent Application Publication No. 10-
294506

[0026]

[Embodiments] Fig. 1 is a cross section showing the structure of the spin-valve thin film element according to the present invention. This spin-valve thin film element is laminated on the read head portion of the thin film magnetic head, and a leak magnetic field from the recording medium such as a hard disk device is sensed by the spin-valve thin film element. The thin film magnetic head is provided at the trailing side end portion of the floating type slider provided in the hard disk device. The recording medium such of the hard disk device moves toward the Z-direction, and the leak magnetic field from the recording medium is directed toward the Y-direction.

[0027] An underlayer 6 made of a non-magnetic material such as Ta (tantalum) is formed as a lowermost layer of the spin-valve type thin film element shown in Fig. 1. An antiferromagnetic layer (a first antiferromagnetic layer) 1 and a pinned magnetic layer 2 are laminated in this order on the underlayer 6. A non-magnetic conductive layer 3 having low electric resistance such as Cu is formed on the pinned magnetic layer 2, a free magnetic layer 4 is formed on the non-magnetic conductive layer 3, and an

antiferromagnetic layer (a second antiferromagnetic layer) 9 is formed on the free magnetic layer 4. A protective layer 7 made of Ta (tantalum) is formed on the antiferromagnetic layer 9. The pinned magnetic layer 2 and the free magnetic layer 4 are made of an alloy or a metal such as a Co-Fe (cobalt-iron) alloy, a Ni-Fe (nickel-iron) alloy, Co (cobalt), and a Fe-Co-Ni (iron-cobalt-nickel) alloy.

[0028] Antiferromagnetic materials satisfying the conditions below are used for the first and second antiferromagnetic layers 1 and 9 in the present invention:

- (1) The blocking temperature of the first antiferromagnetic layer 1 is higher than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer 2; and
- (2) The exchange anisotropic magnetic field between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2 is larger than the exchange anisotropic magnetic field between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4.

Preferably, the first antiferromagnetic layer 1 has a blocking temperature of 300°C or more, and the second antiferromagnetic layer 9 has a blocking temperature in the range of 100°C to 280°C. It is also preferable that the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2 is 200 Oe (Oersted) or more, and the magnitude of

the exchange anisotropic magnetic field between the second antiferromagnetic layer and free magnetic layer is 2 to 200 Oe.

[0029] Examples of the antiferromagnetic materials satisfying the foregoing conditions include a Pt-Mn (platinum-manganese) alloy film, a Ni-Mn (nickel-manganese) alloy film and a Pd-Pt-Mn (a palladium-platinum-manganese) alloy film for the first antiferromagnetic layer 1, and an Ir-Mn (iridium-manganese) alloy film, a Rh-Mn (rhodium-manganese) alloy film and Fe-Mn (iron-manganese) alloy film for the second antiferromagnetic layer 9 in the present invention.

[0030] The blocking temperatures of the Pt-Mn alloy film, the Ni-Mn alloy film and the Pd-Pt-Mn film capable of using as the first antiferromagnetic layer 1 are about 380°C, 400°C and 300°C, respectively, which are antiferromagnetic materials having the blocking temperature of 300°C or more. The blocking temperatures of the Ir-Mn alloy film, Rh-Mn alloy film and Fe-Mn alloy film capable of using as the second antiferromagnetic layer 9 are 240°C, 200°C and 150°C, respectively, which are antiferromagnetic materials having the blocking temperature within the range of 100°C to 280°C.

[0031] The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field is not only related to the properties of the material of the antiferromagnetic layer, but also to the

film thickness of the ferromagnetic layers in contact with the antiferromagnetic layer. It is known in the art that the smaller film thickness of the magnetic layer results in a larger magnitude of the exchange anisotropic magnetic field. Accordingly, a magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of 200 Oe or more at the interface between the antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2 may be obtained by forming the first antiferromagnetic layer 1 with an antiferromagnetic material of either the Pt-Mn alloy film, Ni-Mn alloy film or Pd-Pt-Mn alloy film, and by properly adjusting the film thickness of the pinned magnetic layer 2.

[0032] The Pt-Mn alloy film preferably contains 44 to 51 at% of Pt and 49 to 56 at% of Mn when the first antiferromagnetic layer 1 comprises the Pt-Mn alloy film. More preferably, the content of Pt is in the range of 46 to 49 at% and the content of Mn is in the range of 51 to 54 at%. The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field generated at the interface between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2 turns out to be quite large when the layers are formed of the Pt-Mn alloy film having the composition as described above. The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field generated at the interface between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4 turns

our to be as small as 2 to 200 Oe by forming the second antiferromagnetic layer 9 with an antiferromagnetic material of either the Ir-Mn alloy film, the Rh-Mn alloy film or the Fe-Mn alloy film, and by properly adjusting the thickness of the free magnetic layer 4.

[0033] The method for properly adjusting the direction and magnitude of the magnetic field in the pinned magnetic layer 2 or in the free magnetic layer 4 will be described hereinafter, wherein the difference of the blocking temperatures between the first and second antiferromagnetic layers 1 and 9, and the difference between the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field between the first antiferromagnetic layer and pinned magnetic layer, and the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field between the second antiferromagnetic layer and free magnetic layer, are utilized.

[0034] The antiferromagnetic layer 1, the pinned magnetic layer 2, the non-magnetic conductive layer 3, the free magnetic layer 4 and the antiferromagnetic layer 9 are laminated as shown in Fig. 1. Then, an annealing treatment is applied to the thin film magnetic element as a first step at a temperature by which the first antiferromagnetic layer 1 is converted into an ordered crystal structure (for example, the Pt atoms and Mn atoms are alternately and

regularly arranged with each other when the first antiferromagnetic layer is made of the Pt-Mn alloy film), or at a temperature lower than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer, while applying a magnetic field in the Y-direction. The time required for annealing in the first step is several hours when the ordered crystal structure is formed, and is several to several tens minutes when annealing at a temperature lower than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer.

Magnetization of the pinned magnetic layer 2 and magnetization of the free magnetic layer 4 are put into single magnetic domain states in the Y-direction in this step as shown in the drawing. Since the exchange anisotropic magnetic field generated at the interface between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2 is large, magnetization of the pinned magnetic layer 2 is tightly fixed in the Y-direction.

[0035] In the next step, the thin film magnetic element is annealed at a temperature lower than the blocking temperature of the first antiferromagnetic layer 1 and higher than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer 9 while applying a magnetic field in the X-direction. The annealing time in the second step is several to several tens minutes. For annealing at a temperature lower than the blocking temperature of the first

antiferromagnetic layer 1 and higher than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer 9 in the second step, the blocking temperature of the first antiferromagnetic layer 1 should be higher than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer 9 in the present invention. For example, it is possible to use a temperature higher than 240°C and lower than 380°C in the second step, when the Pt-Mn alloy film having a blocking temperature of 380°C is used for the first antiferromagnetic layer 1 and the Ir-Mn alloy film having a blocking temperature of 240°C is used for the second antiferromagnetic layer 9.

[0036] The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field generated at the interface between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4 becomes small (or disappears), because the annealing temperature in the second step is higher than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer 9. Consequently, magnetization of the free magnetic layer 4 that has been put into a single magnetic domain state in the Y-direction in the first step turns out to be in a multi-magnetic domain state, and the direction of the magnetic moment in each magnetic domain starts to be variously oriented. However, magnetization of the pinned magnetic layer 2 remains to be fixed in the Y-direction by a synergetic effect of lower

annealing temperature than the blocking temperature of the first antiferromagnetic layer 1, very short annealing time and tightly fixed magnetization of the pinned magnetic layer 2 as hitherto described.

[0037] When the annealing temperature is slowly decreased from the state as described above to a temperature lower than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer 9, an exchange coupling again appears at the interface between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4. Then, magnetization of the free magnetic layer 4 is put into a single magnetic domain state in the applied magnetic field direction (X-direction) in the second step. However, since the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4 is small (at least smaller than the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2), magnetization of the free magnetic layer 4 is put into a single magnetic domain state to an extent enough for causing magnetic reversal against the leak magnetic field of the recording medium (Y-direction).

[0038] As hitherto described, the second antiferromagnetic layer 9 is formed on the free magnetic layer 4, and the first antiferromagnetic layer 1 and the

second antiferromagnetic layer 9 formed at least under the pinned magnetic layer 2 are formed of antiferromagnetic materials satisfying the following conditions:

(1) The first antiferromagnetic layer 1 has a higher blocking temperature than the second antiferromagnetic layer 9 does; and

(2) The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2 is larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4.

[0039] The thin film magnetic element is annealed by taking advantage of the blocking temperature difference between the first antiferromagnetic layer 1 and the second antiferromagnetic layer 9 in the present invention. Consequently, magnetization of the pinned magnetic layer 2 is fixed in the Y-direction, and magnetization of the free magnetic layer 4 is put into a single magnetic domain state in an extent enough for arising magnetic reversal against the leak magnetic field (Y-direction) from the recording medium.

[0040] As a result, a hard bias layer provided in the prior art may be eliminated, and a step for etching both sides of the multilayer film as inclined faces from the

underlayer 6 to the protective layer 7 may be omitted, thereby enabling the manufacturing process to be simplified. Eliminating the step for providing the hard bias layer can solve the problem of unstable magnetization direction of the pinned magnetic layer by the effect of the hard bias layer exerted on the pinned magnetic layer as has been encountered in the conventional thin film magnetic element.

[0041] A constant electric current (a sensing current) flows from a conductive layer (not shown) to the pinned magnetic layer 2, non-magnetic conductive layer 3 and free magnetic layer 4 in the spin-valve thin film magnetic element as hitherto described in detail. In addition, the magnetization direction of the free magnetic layer changes from the X-direction to the Y-direction when a magnetic field is applied in the Y-direction from the recording medium. Electrons that are transferred from one layer of either the free magnetic layer 4 or pinned magnetic layer 2 to the other layer are scattered at the interface between the non-magnetic conductive layer 3 and pinned magnetic layer 2, or at the interface between the non-magnetic conductive layer 3 and free magnetic layer 4 to change electric resistance at the interface. Accordingly, the constant electric current changes to give a sensing output.

[0042]

[Example] Seven layers of from the underlayer 6 to

the protective layer 7 shown in Fig. 1 were formed with the materials and film thickness as shown below, and were annealed under the condition as will be described below. The magnitudes of the exchange anisotropic magnetic fields obtained at the interfaces between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2, and between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4 were measured with VSM equipped with a vacuum heating mechanism. The results of experiments are shown below.

[0043] The underlayer with a film thickness of 50 angstrom was formed of Ta (tantalum), the first antiferromagnetic layer 1 with a film thickness of 300 angstrom was formed of the Pt-Mn alloy film (having a blocking temperature of about 380°C), and the pinned magnetic layer 2 with a film thickness of 30 angstrom was formed of the Co-Fe alloy film. The non-magnetic conductive layer 3 with a thickness of 28 angstrom was formed of Cu (copper), the free magnetic layer 4 with a film thickness of 50 angstrom was formed of the Co-Fe alloy film, the second antiferromagnetic layer 9 with a film thickness of 100 angstrom was formed of the Ir-Mn alloy film (having a blocking temperature of 240°C), and the protective layer 7 with a film thickness of 50 angstrom was formed of Ta (tantalum). The multilayer film formed as described above

was annealed at 230°C for 4 hours while applying a magnetic field with a magnitude of 2000 Oe (Oersted) in the Y-direction as shown in Fig. 1.

[0044] Then, the multilayer film was annealed at 250°C for 10 minutes while applying a magnetic field with a magnitude of 2000 Oe in the X-direction, and the annealing temperature was then slowly decreased. The exchange anisotropic magnetic field was measured with VSM equipped with a vacuum heating mechanism thereafter, obtaining an exchange anisotropic magnetic field with a magnitude of as large as about 700 Oe at the interface between the first antiferromagnetic layer 1 and pinned magnetic layer 2. On the contrary, the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the second antiferromagnetic layer 9 and free magnetic layer 4 was as small as about 60 Oe. It may be conjectured from the experimental results described above that the pinned magnetic layer 2 is tightly put into a single magnetic domain state in the Y-direction, while the free magnetic layer 4 is weakly put into a single magnetic domain state in the X-direction.

[0045]

[Advantages] According to the present invention as hitherto described in detail, magnetization of the free magnetic layer is properly controlled by forming the second

antiferromagnetic layer on the free magnetic layer of the spin-valve thin film element in which at least the first antiferromagnetic layer, the pinned magnetic layer, the non-magnetic conductive layer and the free magnetic layer are formed.

[0046] The essential conditions for the first and second antiferromagnetic layers are:

(1) The first antiferromagnetic layer has a higher blocking temperature than the second antiferromagnetic layer; and

(2) The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the first antiferromagnetic layer and pinned magnetic layer is smaller than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field at the interface between the second antiferromagnetic layer and free magnetic layer.

[0047] In the present invention, a magnetic field is at first applied in the leak magnetic field direction of the recording medium by taking advantage of the blocking temperature difference between the first and second antiferromagnetic layers. Then, the thin film element is annealed at a temperature for converting the first antiferromagnetic layer into a ordered crystal structure, or at a temperature lower than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer. The thin film element is

finally annealed at a temperature lower than the blocking temperature of the first antiferromagnetic layer and higher than the blocking temperature of the second antiferromagnetic layer while applying a magnetic field in the direction intersecting the leak magnetic field of the recording medium.

[0048] Magnetization of the pinned magnetic layer is tightly fixed in the leak magnetic field direction of the recording medium. In addition, magnetization of the free magnetic layer is put into a single magnetic domain state in the direction to intersect the magnetization direction of the pinned magnetic layer in an extent enough for allowing the magnetization direction of the free magnetic layer to be reversed by the external magnetic field.

[0049] As hitherto described, the step for etching the multilayer into a trapezoid may be eliminated in the present invention to simplify the manufacturing process, since the free magnetic layer is properly controlled without forming a hard bias layer as has been in the conventional art. A conventional problem that magnetization of the pinned magnetic layer becomes unstable by the leak magnetic field from the hard bias layer may be also solved.

(51) Int.Cl.⁶
H 01 L 43/08
G 11 B 5/39
H 01 F 10/08

識別記号

F I
H 01 L 43/08
G 11 B 5/39
H 01 F 10/08

Z

(21)出願番号 特願平9-100274
(22)出願日 平成9年(1997)4月17日

審査請求 未請求 請求項の数 6 OL (全7頁)

(71)出願人 000010098
アルプス電気株式会社
東京都大田区雪谷大塚町1番7号
(72)発明者 中澤 由紀恵
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
(72)発明者 斎藤 正路
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
(72)発明者 長谷川 直也
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
(74)代理人 弁理士 野▲崎▼ 照夫

最終頁に続く

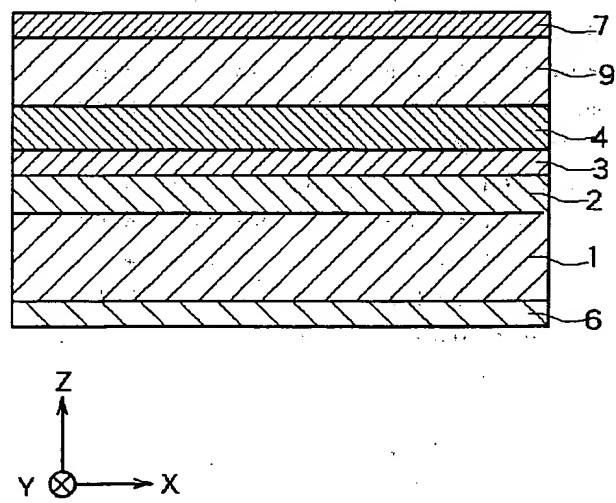
(54)【発明の名称】スピンドル型薄膜素子及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 反強磁性層の上に固定磁性層、非磁性導電層、及びフリー磁性層が積層され、前記4層の両側にハードバイアス層が形成されているスピンドル型薄膜素子では、ハードバイアス層からの渋れ磁界を良好にフリー磁性層に与えるために、4層の両側をエッティングして、4層を台形状にする必要がある。またハードバイアス層の磁化と直交する方向に固定されている固定磁性層の磁化がハードバイアス層からの渋れ磁界により、不安定化する可能性がある。

【解決手段】 フリー磁性層4の上に形成される反強磁性層9は、反強磁性層1のプロッキング温度よりも低く、またフリー磁性層4と反強磁性層9との交換異方性磁界は、反強磁性層1と固定磁性層2との交換異方性磁界よりも小さくなっている。反強磁性層1、9のプロッキング温度差を利用してアニール処理が施されることにより、固定磁性層1とフリー磁性層4の磁化の方向と強さが適正に制御される。

図1



【特許請求の範囲】

【請求項1】 第1の反強磁性層の上に、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層が形成され、その上に非磁性導電層、およびフリー磁性層が積層されて成るスピンドル型薄膜素子において、前記フリー磁性層の上には交換異方性磁界により前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に前記フリー磁性層の磁化を揃える第2の反強磁性層が形成されており、前記第1の反強磁性層は前記第2の反強磁性層よりブロッキング温度が高く、しかも前記第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界が、前記第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界よりも大きいことを特徴とするスピンドル型薄膜素子。

【請求項2】 前記第1の反強磁性層のブロッキング温度が300°C以上であり、前記第2の反強磁性層のブロッキング温度が100°C~280°Cである請求項1記載のスピンドル型薄膜素子。

【請求項3】 前記第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界が2000e (エルステッド) 以上であり、前記第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界が2~2000eである請求項1または請求項2に記載のスピンドル型薄膜素子。

【請求項4】 前記第1の反強磁性層が、Pt-Mn (白金-マンガン) 合金膜、Ni-Mn (ニッケル-マンガン) 合金膜、Pd-Pt-Mn (パラジウム-白金-マンガン) 合金膜のいずれかで形成されており、前記第2の反強磁性層が、Ir-Mn (イリジウム-マンガン) 合金膜、Rh-Mn (ロジウム-マンガン) 合金膜、Fe-Mn (鉄-マンガン) 合金膜のいずれかで形成されている請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のスピンドル型薄膜素子。

【請求項5】 前記第1の反強磁性層がPt-Mn合金膜で形成されるとき、前記PtMn合金膜の組成比は、Ptが4.4~5.1原子%で、Mnが4.9~5.6原子%の範囲である請求項1ないし請求項4のいずれかに記載のスピンドル型薄膜素子。

【請求項6】 第1の反強磁性層の上に、前記第1の反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層が形成され、その上に非磁性導電層、およびフリー磁性層が積層され、さらに前記フリー磁性層の上に交換異方性磁界により前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に前記フリー磁性層の磁化を揃える第2の反強磁性層が形成されており、前記第1の反強磁性層は前記第2の反強磁性層よりブロッキング温度が高く、しかも前記第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界が、前記第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界よりも大きくなっているスピンドル型薄膜素子の製造方法において、第1の反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層及び第2の反強磁性層を積層した後、記録媒体の洩れ磁界方向に磁界を印加し

ながら、前記第1の反強磁性層の結晶構造が規則化する温度、もしくは第2の反強磁性層のブロッキング温度より低い温度で熱処理を施し、次に、記録媒体の洩れ磁界に交叉する方向に磁界を印加しながら、前記第1の反強磁性層のブロッキング温度よりも低く、しかも前記第2の反強磁性層のブロッキング温度よりも高い温度で熱処理を施すことを特徴とするスピンドル型薄膜素子の製造方法。

【発明の詳細な説明】

10 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、固定磁性層 (ピン (Pinned) 磁性層) の磁化の方向と外部磁界の影響を受けるフリー (Free) 磁性層の磁化の方向との関係で電気抵抗が変化するいわゆるスピンドル型薄膜磁気ヘッドに係り、特にハードバイアス層を設けなくても、フリー磁性層の磁化を適正に制御できるようにしたスピンドル型薄膜素子に関する。

【0002】

【従来の技術】図2は、ハードディスクなどの記録媒体からの記録磁界を検出するスピンドル型薄膜素子 (スピンドル型薄膜磁気ヘッド) の従来の構造を示す断面図である。図に示すように、反強磁性層1、固定磁性層 (ピン (Pinned) 磁性層) 2、非磁性導電層3及びフリー (Free) 磁性層4が積層され、その両側にはハードバイアス層5、5が形成されている。

【0003】従来では、反強磁性層1にはFe-Mn (鉄-マンガン) 合金膜やNi-Mn (ニッケル-マンガン) 合金膜、固定磁性層2及びフリー磁性層4にはFe-Ni (鉄-ニッケル) 合金膜、非磁性導電層3には

30 Cu (銅) 膜、またハードバイアス層5、5にはCo-Pt (コバルト-白金) 合金膜などが一般的に使用されていた。なお、符号6、7はTa (タンタル) などの非磁性材料で形成された下地層及び保護層である。

【0004】図に示すように、反強磁性層1と固定磁性層2とが接して形成され、前記固定磁性層2は、前記反強磁性層1との界面での交換結合による交換異方性磁界により、Y方向へ単磁区化され、磁化の方向がY方向に固定される。前記交換異方性磁界は、磁界をY方向へ与えながら、アニール処理 (熱処理) を施すことにより前記反強磁性層1と前記固定磁性層2との界面において生じる。また、X方向に磁化されているハードバイアス層5、5の影響を受けて前記フリー磁性層4の磁化方向はX方向に揃えられている。ところで、反強磁性材料には、それぞれ固有のブロッキング温度があり、この温度を越えると、反強磁性層と磁性層との界面での交換異方性磁界は消失してしまう。

【0005】このため、反強磁性層1と固定磁性層2との界面での交換異方性磁界により、前記固定磁性層2をY方向に単磁区化する際に行われるアニール処理は、反強磁性層1を構成する反強磁性材料のブロッキング温度

以下で行う必要がある。ブロッキング温度を越える熱処理を施すと、交換異方性磁界が弱くなり（または消失し）、従って固定磁性層2の磁化がY方向に単磁区化しなくなり、検出出力でのノイズが大きくなるという問題が発生する。ちなみに、従来から反強磁性層1として使用されてきたFe-Mn合金膜のブロッキング温度は約150°C、Ni-Mn合金膜のブロッキング温度は約400°Cである。

【0006】図2に示すスピンドル型薄膜素子の製造方法としては、まず下地層6から保護層7までの6層が成膜され、その後イオンミリングなどのエッチング工程で、前記6層の側部が角度θの傾斜面となるように削り取られ、その後に、前記6層の両側にハードバイアス層5、5が成膜される。このスピンドル型薄膜素子では、ハードバイアス層5、5上に形成された導電層8、8から、固定磁性層2、非磁性導電層3及びフリー磁性層4に定常電流（検出電流）が与えられる。ハードディスクなどの記録媒体の走行方向はZ方向であり、記録媒体からの渦れ磁界Y方向に与えられると、フリー磁性層4の磁化がXからY方向へ向けて変化する。このフリー磁性層4内での磁化の方向の変動と、固定磁性層2の固定磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの渦れ磁界が検出される。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】図2に示すスピンドル型薄膜素子では、下地層6から保護層7までの6層の両側にハードバイアス層5、5が形成されているため、以下のようないくつかの問題点があった。まず、下地層6から保護層7までの6層の側部に形成されている傾斜面の角度θは、任意の範囲内に求められる必要があり、この範囲から外れた角度θで傾斜面が形成されると、ハードバイアス層5、5からのX方向の渦れ磁界が、フリー磁性層4に良好に伝わらず、前記フリー磁性層4の磁化がX方向に完全に揃わないという問題点が生じる。フリー磁性層4の磁化方向がX方向に完全に単磁区化されていないと、バルクハウゼンノイズが発生するなど再生特性に影響が出る。

【0008】また、図2に示すスピンドル型薄膜素子では、フリー磁性層4の両側に形成されているハードバイアス層5、5の膜厚は薄くなっているが、このために、フリー磁性層4にX方向への十分なバイアス磁界を与えることができない構造となっている。従って、前記フリー磁性層4の磁化の方向がX方向へ安定にくく、バルクハウゼンノイズが発生しやすいという欠点がある。さらに、固定磁性層2の両側に形成されているハードバイアス層5、5の膜厚は比較的厚く形成されており、このため前記固定磁性層2は、ハードバイアス層5、5から比較的強いX方向のバイアス磁界を受けている。

【0009】前述したように、固定磁性層2の磁化は反

強磁性層1との界面での交換異方性磁界によりY方向に固定されているが、前記固定磁性層2の磁化が強固にY方向に固定されていないと、ハードバイアス層5、5のX方向へのバイアス磁界の影響を受けて変動する可能性があり、記録媒体からの渦れ磁界を良好に検出できないという問題が生じる。

【0010】本発明は上記従来の課題を解決するためのものであり、ハードバイアス層の代わりにフリー磁性層の上に、反強磁性層（以下、第2の反強磁性層）を設けて、前記フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えるようにしたスピンドル型薄膜素子を提供することを目的としている。

【0011】特に、本発明では、前記第2の反強磁性層のブロッキング温度が固定磁性層と接する反強磁性層（以下、第1の反強磁性層）のブロッキング温度よりも低く、しかも第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界が、第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界よりも小さくなるような反強磁性材料を適正に選択し、第1の反強磁性層と第2の反強磁性層とのブロッキング温度の温度差を利用して、アニール処理を施すことにより、固定磁性層とフリー磁性層との磁化の方向及び強さを適正に制御できるようにしたスピンドル型薄膜素子の製造方法を提供することを目的としている。

【0012】

【課題を解決するための手段】本発明は、第1の反強磁性層の上に、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層が形成され、その上に非磁性導電層、およびフリー磁性層が積層されて成るスピンドル型薄膜素子において、前記フリー磁性層の上には交換異方性磁界により前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に前記フリー磁性層の磁化を揃える第2の反強磁性層が形成されており、前記第1の反強磁性層は前記第2の反強磁性層よりブロッキング温度が高く、しかも前記第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界が、前記第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界よりも大きいことを特徴とするものである。

【0013】本発明では、前記第1の反強磁性層のブロッキング温度が300°C以上であり、前記第2の反強磁性層のブロッキング温度が100°C~280°Cであることが好ましい。

【0014】さらに、前記第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界が2000e（エルステッド）以上であり、前記第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界が2~2000eであることが好ましい。

【0015】また、本発明では、前記第1の反強磁性層が、Pt-Mn（白金-マンガン）合金膜、Ni-Mn（ニッケル-マンガン）合金膜、Pd-Pt-Mn（パラジウム-白金-マンガン）合金膜のいずれかで形成されており、前記第2の反強磁性層が、Ir-Mn（イリ

ジウム—マンガン) 合金膜、R h—Mn (ロジウム—マンガン) 合金膜、F e—Mn (鉄—マンガン) 合金膜のいずれかで形成されていることが好ましい。

【0016】前述した P t—Mn 合金膜、N i—Mn 合金膜、及び P d—P t—Mn 合金膜のプロッキング温度はいずれも 300°C 以上と高くなっている。また固定磁性層の膜厚にもよるが、これらの反強磁性材料と固定磁性層とが接することにより生じる交換異方性磁界は非常に大きく、従って固定磁性層の磁化を強固に単磁区化することが可能である。このため、P t—Mn 合金膜、N i—Mn 合金膜、及び P d—P t—Mn 合金膜は、第 1 の反強磁性層を構成する反強磁性材料としては最適な材料であるといえる。

【0017】なお、前記第 1 の反強磁性層が P t—Mn 合金膜で形成されるとき、前記 P t Mn 合金膜の組成比は、P t が 44~51 原子%で、Mn が 49~56 原子%の範囲であることが好ましい。このような組成比で形成された P t—Mn 合金膜と固定磁性層との界面で生じる交換異方性磁界は非常に大きなものとなる。

【0018】また、前述した I r—Mn 合金膜、R h—Mn 合金膜、及び F e—Mn 合金膜のプロッキング温度はいずれも 280°C 以下と低くなっている。また、フリー磁性層の膜厚にもよるが、これらの反強磁性材料とフリー磁性層との界面で生じる交換異方性磁界は小さくなつておらず、従って前記フリー磁性層の磁化を固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に、且つ外部磁界により磁化反転できる程度に揃えることが可能である。このため、I r—Mn 合金膜、R h—Mn 合金膜、及び F e—Mn 合金膜は、第 2 の反強磁性層を構成する反強磁性材料としては最適な材料であるといえる。

【0019】また本発明は、スピンドル型薄膜素子の製造方法において、第 1 の反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層及び第 2 の反強磁性層を積層した後、記録媒体の渋れ磁界方向に磁界を印加しながら、前記第 1 の反強磁性層の結晶構造が規則化する温度、もしくは第 2 の反強磁性層のプロッキング温度より低い温度で熱処理を施し、次に、記録媒体の渋れ磁界に交叉する方向に磁界を印加しながら、前記第 1 の反強磁性層のプロッキング温度よりも低く、しかも前記第 2 の反強磁性層のプロッキング温度よりも高い温度で熱処理を施すことを特徴とするものである。

【0020】前述したように、本発明では、第 1 の反強磁性層及び第 2 の反強磁性層が、

① 第 1 の反強磁性層のプロッキング温度が、第 2 のプロッキング温度に比べて高い

② 第 1 の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界が、前記第 2 の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界に比べて大きい

なる条件を満たしている必要があり、これらの条件を満たす反強磁性材料が、第 1 の反強磁性層及び第 2 の反強

磁性層として使用されている。

【0021】本発明では、第 1 の反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層及び第 2 の反強磁性層が積層された後、まず、第 1 の工程として、第 1 の反強磁性層の結晶構造が規則化する温度、もしくは第 2 の反強磁性層のプロッキング温度より低い温度で、しかも記録媒体の渋れ磁界方向に磁界を印加しながらアーナール処理が施される。この工程により、固定磁性層及びフリー磁性層の磁化は共に、記録媒体の渋れ磁界方向に揃えられる。

【0022】次に、第 2 の工程として、第 1 の反強磁性層のプロッキング温度以下で、且つ第 2 の反強磁性層のプロッキング温度以上の温度で、記録媒体の渋れ磁界方向と交叉する方向に磁界を印加しながらアーナール処理が行われる。第 2 の反強磁性層のプロッキング温度以上でアーナール処理が行われることにより、フリー磁性層と第 2 の反強磁性層との界面での交換異方性磁界が小さくなり（あるいは消滅）、固定磁性層の磁化と同じ方向に単磁区化されていた前記フリー磁性層の磁化は多磁区化し、それぞれの磁区における磁気モーメントは様々な方向に向いてしまう。このような状態になった後、温度を徐々に低下させていく、アーナール温度が第 2 の反強磁性層のプロッキング温度よりも低くなると、再び、第 2 の反強磁性層とフリー磁性層との界面で交換異方性磁界が生じ、フリー磁性層の磁化が固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えられる。

【0023】また、前述したように第 1 の反強磁性層と固定磁性層との界面で生じる交換異方性磁界は大きいため、前記固定磁性層の磁化は記録媒体の渋れ磁界方向に強固に固定される。また、第 2 の反強磁性層とフリー磁性層との界面で生じる交換異方性磁界は小さいため、前記フリー磁性層の磁化は固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に、磁化反転できる程度に揃えられる。

【0024】このように、本発明では従来のように、ハードバイアス層を設けなくても、フリー磁性層の磁化を適正に制御できるため、図 2 に示すように下地層 6 から保護層 7 までの多層膜を台形状に形成する必要がなく、製造工程を簡略化することができる。

【0025】またハードバイアス層を無くすことにより、従来のように、固定磁性層がハードバイアス層の渋れ磁界の影響を受け、前記固定磁性層の磁化が不安定化するといった問題もなくなる。

【0026】

【発明の実施の形態】図 1 は、本発明のスピンドル型薄膜素子の構造を示す断面図である。このスピンドル型薄膜素子は、薄膜磁気ヘッドの読み出しヘッド部分に積層されるものであり、前記スピンドル型薄膜素子によりハードディスクなどの記録媒体からの渋れ磁界が検出される。なお、薄膜磁気ヘッドは、ハードディスク装置に設けられる浮上式スライダのトレーリング側端部など

に設けられており、ハードディスクなどの記録媒体の移動方向はZ方向であり、記録媒体からの洩れ磁界の方向はY方向である。

【0027】図1の最も下に形成されているのはTa(タンタル)などの非磁性材料で形成された下地層6である。この下地層6の上に、反強磁性層(第1の反強磁性層)1、固定磁性層(ピン磁性層)2が積層されている。前記固定磁性層2の上にはCu(銅)などの電気抵抗の低い非磁性導電層3が形成され、前記非磁性導電層3の上にフリー磁性層4が形成され、さらに、前記フリー磁性層4の上に反強磁性層(第2の反強磁性層)9が形成されている。そして、前記反強磁性層9の上にTa(タンタル)などの保護層7が形成されている。なお、前記固定磁性層2及びフリー磁性層4は、Co-Fe(コバルト-鉄)合金、Ni-Fe(ニッケル-鉄)合金、Co(コバルト)、Fe-Co-Ni(鉄-コバルト-ニッケル)合金などで形成される。

【0028】本発明では、前記第1の反強磁性層1及び第2の反強磁性層9には、次に示す条件を満足する反強磁性材料が使用される。

①第1の反強磁性層1のブロッキング温度が、第2の反強磁性層9のブロッキング温度に比べて高い。

②第1の反強磁性層1と固定磁性層2との交換異方性磁界が、第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との交換異方性磁界に比べて大きい。

特に好ましい条件としては、第1の反強磁性層1のブロッキング温度が300°C以上であり、第2の反強磁性層9のブロッキング温度が100°C~280°Cである。また、第1の反強磁性層1と固定磁性層2との交換異方性磁界が2000e(エルステッド)以上であり、第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界が2~2000eであることが好ましい。

【0029】本発明では、前述した条件を満足する反強磁性材料として、第1の反強磁性層1には、Pt-Mn(白金-マンガン)合金膜、Ni-Mn(ニッケル-マンガン)合金膜、Pd-Pt-Mn(パラジウム-白金-マンガン)合金膜を、第2の反強磁性層9には、Ir-Mn(イリジウム-マンガン)合金膜、Rh-Mn(ロジウム-マンガン)合金膜、Fe-Mn(鉄-マンガン)合金膜を提示できる。

【0030】前述した第1の反強磁性層1として使用可能な、Pt-Mn合金膜のブロッキング温度は約380°C、Ni-Mn合金膜は約400°C、Pd-Pt-Mn合金膜は約300°Cであり、いずれも300°C以上のブロッキング温度を有する反強磁性材料である。また、前述した第2の反強磁性層9として使用可能な、Ir-Mn合金膜のブロッキング温度は約240°C、Rh-Mn合金膜は約200°C、Fe-Mn合金膜は約150°Cであり、いずれも100°C~280°Cの範囲内のブロッキング温度を有する反強磁性材料である。

【0031】また、交換異方性磁界に関しては、反強磁性層の材質だけでなく、前記反強磁性層と接する磁性層の膜厚も関係しており、前記磁性層の膜厚が薄いほど交換異方性磁界は大きくなることが一般的に知られている。従って、第1の反強磁性層1が、Pt-Mn合金膜、Ni-Mn合金膜、またはPd-Pt-Mn合金膜のいずれかの反強磁性材料で形成され、且つ前記固定磁性層2の膜厚が適正に調節されることにより、反強磁性層1と固定磁性層2との界面での交換異方性磁界は、2000Oe以上に大きくなる。

【0032】なお、前記第1の反強磁性層1がPt-Mn合金膜で形成されるとき、前記Pt-Mn合金膜の組成比は、Ptが44~51原子%で、Mnが49~56原子%の範囲であることが好ましい。さらに好ましくは、Ptが46~49at%でMnが51~54at%である。このような組成比で形成されたPt-Mn合金膜による第1の反強磁性層1と固定磁性層2との界面で生じる交換異方性磁界は、非常に大きなものとなる。また、第2の反強磁性層9が、Ir-Mn合金膜、Rh-Mn合金膜、Fe-Mn合金膜のいずれかの反強磁性材料で形成され、且つ前記フリー磁性層4の膜厚が適正に調節されることにより、第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面での交換異方性磁界は2~2000e程度に小さくなる。

【0033】次に、第1の反強磁性層1と第2の反強磁性層9とのブロッキング温度差、及び第1の反強磁性層と固定磁性層との交換異方性磁界と第2の反強磁性層とフリー磁性層との交換異方性磁界の強さの違いを利用して、固定磁性層2とフリー磁性層4との磁化の方向及び強さを適正に調節する方法について、以下に説明する。

【0034】図1に示すように、反強磁性層1、固定磁性層2、非磁性導電層3、フリー磁性層4及び反強磁性層9が積層された後、第1の工程として、前記第1の反強磁性層1の結晶構造が規則化(例えば反強磁性層1がPt-Mn合金膜で形成される場合、PtとMnの原子が交互に規則正しく並ぶ状態)する温度、もしくは第2の反強磁性層のブロッキング温度よりも低い温度で、しかも図示Y方向に磁界を印加してアニール処理が行われる。なお、第1の工程におけるアニール処理の時間は、

40結晶構造を規則化させる場合、数時間程度であり、第2の反強磁性層のブロッキング温度よりも低い温度でアニールする場合の時間は、数分~数十分である。この工程により、固定磁性層2及びフリー磁性層4の磁化が図示Y方向に単磁化される。なお、前述したように、第1の反強磁性層1と固定磁性層2との界面で生じる交換異方性磁界は大きいために、前記固定磁性層2の磁化は図示Y方向に強固に固定される。

【0035】次に、第2の工程として、前記第1の反強磁性層1のブロッキング温度よりも低く、しかも前記第2の反強磁性層9のブロッキング温度よりも高い温度

9

で、図示X方向に磁界を印加してアニール処理される。なお、第2の工程におけるアニール処理の時間は数分～数十分程度である。第2工程におけるアニール処理では、前記第1の反強磁性層1のブロッキング温度よりも低く、しかも前記第2の反強磁性層9のブロッキング温度よりも高い温度が使用されるため、本発明のように前記第1の反強磁性層1のブロッキング温度は、前記第2の反強磁性層9のブロッキング温度よりも高くなっているなければならない。例えば第1の反強磁性層1にブロッキング温度が約380°CのPt-Mn合金膜が使用され、第2の反強磁性層9にブロッキング温度が約240°CのIr-Mn合金膜が使用されれば、第2工程でのアニール処理では、240°Cよりも高く380°Cよりも低い温度が使用可能となる。

【0036】第2工程でのアニール処理における温度が、第2の反強磁性層9のブロッキング温度よりも高いために、前記第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面で生じる交換異方性磁界は小さくなり（あるいは消滅し）、第1工程で図示Y方向に単磁区化されていたフリー磁性層4の磁化は多磁区化され、それぞれの磁区における磁気モーメントの方向は色々な方向に向き始める。またこのとき、アニール処理における温度が、第1の反強磁性層1のブロッキング温度よりも低いこと、アニール処理時間が非常に短いこと、及び前述したように固定磁性層2の磁化は図示Y方向に強固に固定されていることにより、前記固定磁性層2の磁化はY方向に固定されたままとなっている。

【0037】このような状態からアニール温度を徐々に低下させていく、前記アニール温度が第2の反強磁性層9のブロッキング温度以下になったとき、再び、第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面に交換結合が発生し、前記フリー磁性層4の磁化が今度は、第2工程での磁界の印加方向（図示X方向）に単磁区化される。ただし、第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面での交換異方性磁界は小さい（少なくとも、第1の反強磁性層1と固定磁性層2との界面での交換異方性磁界よりも小さい）ため、前記フリー磁性層4の磁化は、記録媒体の渋れ磁界に対して（図示Y方向）、磁化反転を起す程度に単磁区化されたものとなっている。

【0038】以上のように、本発明では、フリー磁性層4の上に第2の反強磁性層9が形成され、少なくとも固定磁性層2の下に形成される第1の反強磁性層1と前記第2の反強磁性層9とが、

①第1の反強磁性層1の方が、第2の反強磁性層9よりもブロッキング温度が高い

②第1の反強磁性層1と固定磁性層2との界面での交換異方性磁界が、第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面での交換異方性磁界よりも大きい

なる条件を満たす反強磁性材料で形成されている。

【0039】そして、本発明では、第1の反強磁性層1

10

と第2の反強磁性層9とのブロッキング温度差を利用して、アニール処理が施されることにより、固定磁性層2の磁化を図示Y方向に固定することができ、且つ前記フリー磁性層4の磁化を図示X方向に、しかも記録媒体の渋れ磁界（図示Y方向）に対して磁化反転を起す程度に単磁区化することができる。

【0040】従って、従来のように、ハードバイアス層を設ける必要がなくなり、下地層6から保護層7までの多層膜の両側を傾斜面状にエッチングする工程を省くこ

10 とができる、生産工程の簡略化を実現できる。またハードバイアス層を設ける必要がなくなることにより、従来のように、固定磁性層がハードバイアス層の渋れ磁界の影響を受け、前記固定磁性層の磁化方向が不安定化するといった問題もなくなる。

【0041】以上詳述したスピナブルプ型薄膜素子では、導電層（図示しない）から固定磁性層2、非磁性導電層3及びフリー磁性層4に定常電流（検出電流）が与えられ、しかも記録媒体からY方向へ磁界が与えられるとき、フリー磁性層4の磁化方向がX方向からY方向へ向けて変化する。このときフリー磁性層4と固定磁性層2のうち片方の層から他方へ移動しようとする電子が、非磁性導電層3と固定磁性層2との界面、または非磁性導電層2とフリー磁性層4との界面で散乱を起こし、電気抵抗が変化する。よって定常電流が変化し、検出出力を得ることができる。

【0042】

【実施例】本発明では、図1に示す下地層6から保護層7までの7層を以下に示す材質及び膜厚で形成し、以下の条件下でアニール処理を施した。そして、第1の反強磁性層1と固定磁性層2との界面で得られた交換異方性磁界、及び第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面で得られた交換異方性磁界の大きさを真空加熱機構付VSMにより測定した。その実験結果を以下に示す。

【0043】下地層6の材質をTa（タンタル）で、膜厚を50オングストロームで形成し、第1の反強磁性層1をPt-Mn合金膜（ブロッキング温度約380°C）で、膜厚を300オングストロームで形成し、固定磁性層2をCo-Fe合金膜で、膜厚を30オングストロームで形成し、非磁性導電層3をCu（銅）で、膜厚を240オングストロームで形成し、フリー磁性層4をCo-Fe合金膜で、膜厚を50オングストロームで形成し、第2の反強磁性層9をIr-Mn合金膜（ブロッキング温度約240°C）で、膜厚を100オングストロームで形成し、保護層7をTa（タンタル）で、膜厚を50オングストロームで形成した。このようにして形成された多層膜に、まず図1に示すY方向に2000Oe（エルステッド）の磁界を印加しながら、230°Cで4時間アニール処理を施した。

【0044】次に、図示X方向に2000Oeの磁界を印加しながら、250°Cで10分間アニール処理を施

し、その後、徐々にアニール処理温度を低下させていった。その後、真空加熱機構付VSMにより交換異方性磁界を測定してみると、第1の反強磁性層1と固定磁性層2との界面での交換異方性磁界は、7000Oe程度と非常に大きい値を示した。これに対し、第2の反強磁性層9とフリー磁性層4との界面での交換異方性磁界は60Oe程度と非常に小さい値を示した。以上の実験結果により、固定磁性層2は図示Y方向に強固に单磁区化され、フリー磁性層4は図示X方向に弱く单磁区化しているものと推測される。

【0045】

【発明の効果】以上詳述した本発明によれば、少なくとも、第1の反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層及びフリー磁性層が積層されているスピンドル型薄膜素子の前記フリー磁性層の上に第2の反強磁性層が形成され、前記フリー磁性層の磁化が適正に制御されるものである。

【0046】前記第1の反強磁性層と第2の反強磁性層に必要な条件としては、

- ①第1の反強磁性層のプロッキング温度が第2のプロッキング温度よりも低い
 - ②第1の反強磁性層と固定磁性層との界面での交換異方性磁界が、第2の反強磁性層とフリー磁性層との界面での交換異方性磁界よりも小さいである。
- 【0047】そして、本発明では、第1の反強磁性層と第2の反強磁性層とのプロッキング温度差を利用して、まず、記録媒体の渋れ磁界方向に磁界が印加され、前記第1の反強磁性層の結晶構造が規則化する温度、もしくは第2の反強磁性層のプロッキング温度より低い温度で

アニール処理が行われ、次に、記録媒体の渋れ磁界と交叉する方向に磁界が印加され、第1の反強磁性層のプロッキング温度以下で、しかも第2の反強磁性層のプロッキング温度以上でアニール処理が行われる。

【0048】このアニール処理により、固定磁性層の磁化が記録媒体の渋れ磁界方向に強固に固定され、フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に、しかも外部磁界により磁化反転する程度に单磁区化される。

- 10 【0049】このように、本発明では、従来のようにハードバイアス層が形成されなくても、フリー磁性層を適正に制御できるため、多層膜の形状を台形状にエッチングする工程が必要なくなり、生産工程を簡略化することができる。また、従来のように、ハードバイアス層の渋れ磁界により、固定磁性層の磁化が不安定化するといった問題もなくなる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明のスピンドル型薄膜素子の構造を示す断面図、

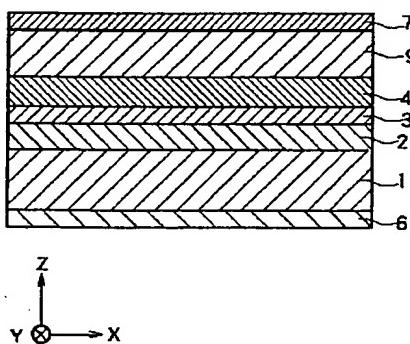
- 20 【図2】従来のスピンドル型薄膜素子の構造を示す断面図、

【符号の説明】

- 1 (第1の) 反強磁性層
- 2 固定磁性層
- 3 非磁性導電層
- 4 フリー磁性層
- 6 下地層
- 7 保護層
- 9 (第2の) 反強磁性層

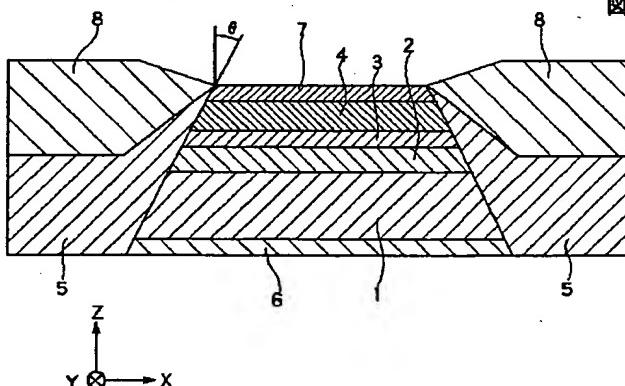
【図1】

図1



【図2】

図2



フロントページの続き

(72)発明者 牧野 彰宏

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ

ス電気株式会社内